第 30 卷 第 7 期
2016 年 7 月

材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 30 No. 7
July 2016

# CrMoW转子钢的高温超高周疲劳性能*

侯 方[1] 李久楷[1] 谢少雄[2] 刘永杰[1] 王清远[1,2] 张军辉[3]

1. 四川大学建筑与环境学院 成都 610065
2. 四川大学空天科学与工程学院 成都 610065
3. 上海电气电站设备有限公司上海汽轮机厂 上海 200240

**摘 要** 使用自主搭建的高温超声疲劳实验系统在常温和600℃进行CrMoW转子钢$1\times10^{10}$周次超高周疲劳实验，研究了CrMoW转子钢在工作温度下的超高周疲劳性能。结果表明：在600℃和常温下转子钢的S-N曲线均呈连续下降型，试件在$10^9$周次后仍发生疲劳断裂。在常温实验条件下疲劳寿命小于$1\times10^7$周次试件的裂纹多萌生在表面，而高于$1\times10^7$周次的多以内部萌生为主。在高温实验环境下裂纹也在内部夹杂处萌生，且裂纹萌生方式对疲劳寿命没有决定性作用。鱼眼定量分析结果表明，CrMoW转子钢在600℃和常温下裂纹扩展的应力强度因子门槛值分别为3.4 MPa•$m^{1/2}$和1.0 MPa•$m^{1/2}$。

**关键词** 金属材料，转子钢，高温，超高周疲劳，夹杂物，裂纹扩展门槛值

**分类号** O346.2 文章编号 1005-3093(2016)07-0481-08

# Very High Cycle Fatigue Properties of CrMoW Rotor Steel at High-temperature

HOU Fang[1] LI Jiukai[1] XIE Shaoxiong[2] LIU Yongjie[1]
WANG Qingyuan[1,2,**] ZHANG Junhui[3]

*1. College of Architecture and Environment, Sichuan University, Chengdu 610065, China*
*2. School of Aeronautics and Astronautics, Sichuan University, Chengdu 610065, China*
*3. Shanghai Electric Power Generation Equipment Co., Ltd., Shanghai Turbine Plant, Shanghai 200240, China*

*Supported by National Nature Science Foundation of China Nos.11172188&11327801&11502151.
Manuscript received October 14, 2015; in revised form December 25, 2015.
**To whom correspondence should be addressed, Tel: (028)85406919, E-mail: wangqy@scu.edu.cn

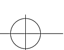
**ABSTRACT** The fatigue properties of CrMoW rotor steel were investigated by a high temperature ultrasonic fatigue system. Fatigue tests of CrMoW rotor steel up to $1\times10^{10}$ cycles had been conducted at room temperature and 600℃ respectively. Results reveal that the type of S-N curves present continuously descending at room temperature and 600℃. Fatigue fracture occured over 109 cycles. Fractograph of specimens show that Crack initiate mainly from the surface for the specimens that fatigue life is less than $1\times10^7$ cycles, but crack initiate mostly from inclusions for those that fatigue life is greater than $1\times10^7$ cycles at room temperature. It is found that crack can also initiate at inclusions, but the modes of crack initiation do not play a decisive role for the fatigue life at high temperature. Threshold values of fatigue crack growth obtained by measuring the size of fisheye are 3.4 MPa•$m^{1/2}$ and 1.0 MPa•$m^{1/2}$ at room temperature and 600℃ respectively.

**KEY WORDS** metallic materials, rotor steel, high temperature, very high cycle fatigue, inclusion initiation, threshold value of crack growth

为了提高发电效率、节约煤炭资源，火力发电汽轮机转子的工作温度和压力不断提高。因此，要求用于制造汽轮机转子部件的材料具有更高的力学性能。目前，用于制造超超临界汽轮机组高压转子的CrMoW转子钢是在9%Cr1Mo钢的基础上添加W发展出来的新型耐热钢，其最高使用温度为610℃，具有良好的淬透性、断裂韧性、抗疲劳破坏性能及在长期高温状况下良好的组织稳定性。已有学者对这种材料进行了微观组织和疲劳断裂力学方面的研究。吴海利等[1]研究了其室温低周疲劳

* 国家自然基金11172188、11327801和11502151资助项目。
2015年10月14日收到初稿；2015年12月25日收到修改稿。
本文联系人：王清远，教授
DOI: 10.11901/1005.3093.2015.322





特性, 赵鹏等[2]研究了该材料在蠕变疲劳载荷下的棘轮效应。但是, 国内外对转子钢疲劳研究集中在低周疲劳方面[3-6], 高周疲劳[7]的研究报道很少。研究发现, 汽轮机转子在服役多年后高温低应力区的疲劳损伤远大于低温高应力区, 长期高温循环交变载荷对转子钢的疲劳性能有较大的影响[8]。新型超超临界汽轮机高压转子的设计服役期为30年, 其间不仅承受由热应力引起的低周荷载, 还有高达4×10$^{10}$周次高温低应力疲劳载荷。目前还没有关于CrMoW转子钢高温超高周疲劳性能的研究。要实现10$^{10}$周次以上的超高周疲劳循环加载, 如采用传统的50 Hz疲劳实验机大约需要6年的时间, 而超声疲劳实验系统的加载频率为20 kHz, 只需要140 h。用超声疲劳实验系统研究了不同种类的材料[9-14], 结果都验证了超声疲劳加速实验方法的准确性和和可靠性。已有的高温超声疲劳实验[15-19]均在商用超声疲劳实验机的基础上增加感应加热设备, 并已成功地对高温单晶镍基合金[15, 17]、铝合金[18]、耐高温钢[16]和钛合金[19]进行了研究。

基于超超临界汽轮机高压转子的实际工作温度为600℃, 本文使用自主搭建的高温超声疲劳实验系统进行CrMoW转子钢在室温和600℃下的超高周疲劳实验, 研究高温及夹杂物对转子钢疲劳性能的影响。

## 1 实验方法

实验用材料X12CrMoWVNbN10-1-1的化学成分与基本力学性能, 分别列于表1和表2。图1表明, 转子钢的微观组织为高温回火马氏体, 马氏体板条宽度介于0.2-2 $\mu$m, 可以看到原奥氏体晶界, 晶粒尺寸约为80 $\mu$m。在原奥氏体晶界和马氏体

**表1** 材料化学成分(质量分数, %)

**Table 1** Chemical composition of the materials(%, mass fraction)

| C | Cr | Mo | W | Ni | Fe |
|---|---|---|---|---|---|
| 0.13 | 10.37 | 1.08 | 1.01 | 0.80 | 86 |

**表2** 材料力学性能参数

**Table 2** Mechanical properties of the materials

| Temperature/℃ | $E$/GPa | $R_m$/MPa | $R_{p0.2}$/MPa | Hardness(HV) |
|---|---|---|---|---|
| 20℃ | 210 | 900 | 780 | 296.8 |
| 600℃ | 138 | 550 | 490 | - |

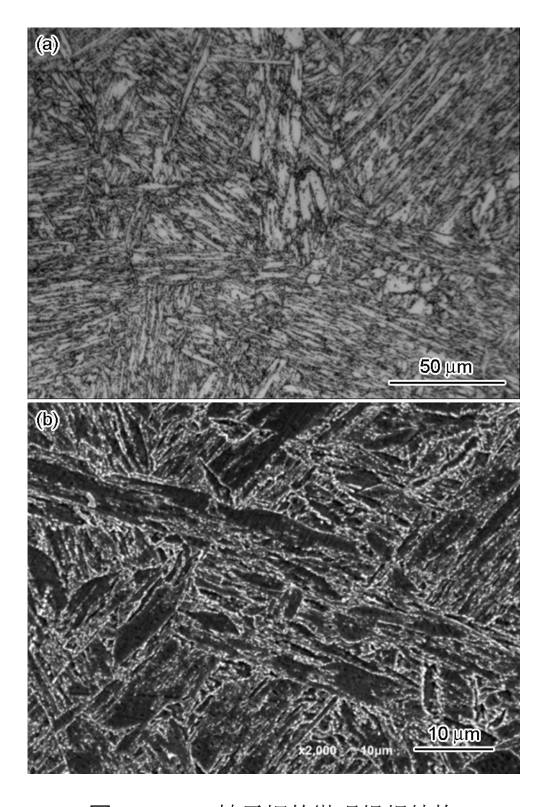



**图1** CrMoW转子钢的微观组织结构

**Fig.1** Microstructures of CrMoW rotor steel (a) optical, (b) SEM

板条界上存在着大量颗粒状析出物, 该弥散析出相沉淀于奥氏体晶界与马氏体板条界, 起到钉扎位错、稳定板条界面及亚晶界的作用, 可有效提高高温蠕变强度。

实验用试件的形状及尺寸如图2所示。试件表面经过机械抛光, 用原子力显微镜(AFM)对未实验件的中部进行了光洁度检测, 测试区域的表面形貌如图2c所示。使用软件分析出其表面粗糙度值Ra为0.16。常温实验使用经典的沙漏型试件, 以得到更大的实验应力区来提高准确性, 高温实验采用狗骨型试件。使用有限元软件计算验证试件尺寸, 设计加载频率为20 kHz。

常温疲劳实验在岛津USF-2000超声疲劳实验机上完成。共振频率为20 kHz, 当试件因裂纹萌生而致其共振频率超出20±0.5 kHz范围或到达实验预设循环周次时, 实验终止。实验中采用间歇振动加载, 并用压缩冷干空气对试件进行冷却。

高温实验在自主搭建的超声高温实验系统上完成。该系统由超声疲劳实验机、试件加热装置、测温装置三部分组成, 其示意图在图3中给出, 实验加热装置为定制高频感应加热器。测温装置为NEC红外热像仪(精度±0.1℃), 实验开始前用热电偶标定红外测温仪以保证测温的准确性, 。

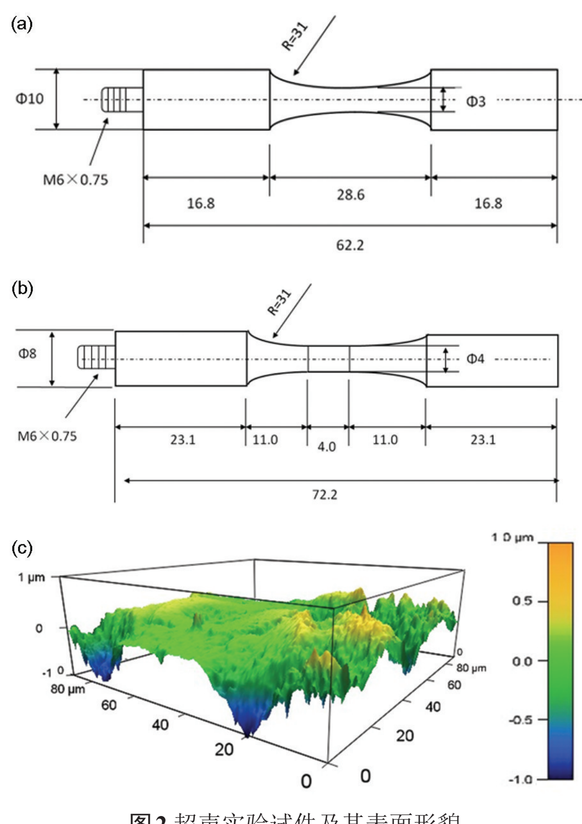



图 2 超声实验试件及其表面形貌

**Fig.2** Specimen of ultrasonic testing (a) room temperature; (b) high temperature (unit: mm); (c) surface topography

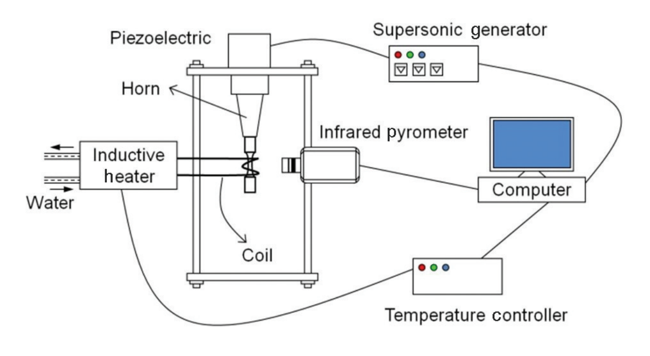



图 3 高温超声实验系统图

**Fig.3** High-temperature ultrasonic fatigue testing system

为了使试件中部实验段在高温实验中温度恒定, 采用间歇振动加载, 控温软件根据由红外测温仪测得的试件中部实时温度值, 用 PID 算法调控感应加热器的输出功率, 使实验温度稳定。图 4 给出了在高温实验过程中 24 h 内试件实验应力区的温度变化曲线, 可见实验区温度波动为±3℃。

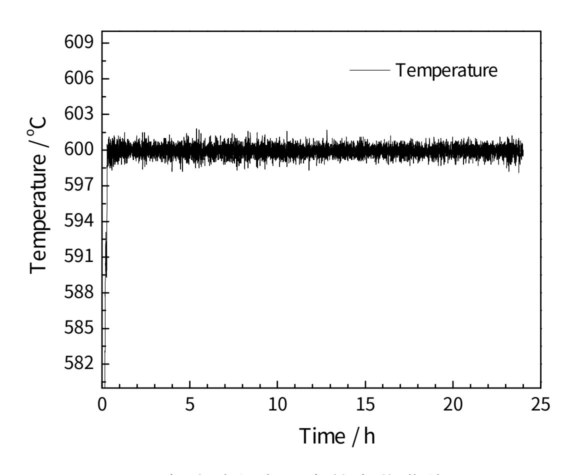





图 4 实验过程中温度的变化曲线

**Fig.4** Temperature fluctuation curve

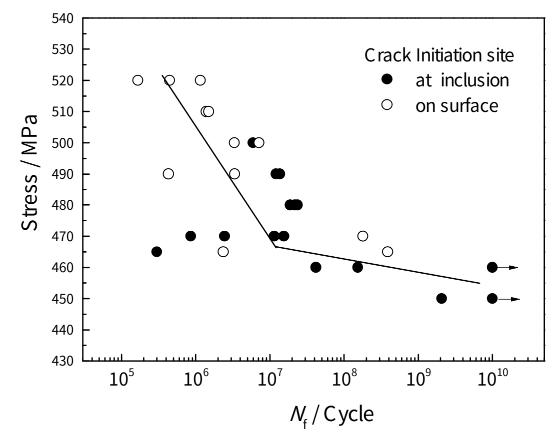



图 5 常温 S-N 曲线

**Fig.5** S-N curve of room temperature

图 6 高温 S-N 曲线

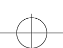
**Fig.6** S-N curve of high temperature

## 2 结果和讨论

### 2.1 S-N 曲线

图 5 和图 6 分别给出了转子钢在常温和 600℃的疲劳 S-N 曲线, 图中实心圆点表示裂纹萌生于内部夹杂, 空心圆点表示裂纹萌生于表面, 箭头所标注数据点表示应力循环至 $1\times10^{10}$ 周次仍未发生断裂。整体上看, 常温和高温下试件疲劳寿命均随应力的增大而降低, 试件在 $10^9$ 后仍会发生断裂, 不存在传统的疲劳极限。常温下 S-N 曲线的离散性大于高温。

在常温下 S-N 曲线在 $10^7$ 周次附近有一个拐点, $10^7$ 周次后疲劳强度下降的趋势小于 $10^7$ 周次前。常



温试件裂纹萌生方式没有明确的疲劳寿命分界，从 $10^5$ 到 $10^{10}$ 周次内既有内部萌生亦有表面萌生。进一步统计发现，寿命小于 $10^7$ 周次的试件以表面萌生为主，占据寿命小于 $10^7$ 周次试件总数的85%；寿命大于 $10^7$ 周次试件以内部萌生为主。此外，寿命小于 $10^7$ 周次的内部萌生试件集中在460 MPa至470 MPa低应力区，导致此应力区疲劳寿命有较大的离散性。结合常温超高周实验常见S-N曲线类型与机理，S-N曲线在 $10^7$ 周次附近出现拐点是裂纹萌生方式从表面萌生向内部萌生转变所致。

600℃的S-N曲线的拐点位于 $1\times10^8$ 周次附近，寿命在 $1\times10^8$ 周次后疲劳强度的下降趋势大于 $1\times10^8$ 周次前。根据高温超声疲劳文献[15-18, 20]，裂纹多萌生于试件表面，没有发现常温中典型的内部夹杂萌生。本文实验发现，在高温下裂纹也会从内部夹杂处萌生，且内部萌生方式均匀分布于各个循环周次。值得注意的是，内部萌生点与表面萌生点所构成的S-N曲线变化趋势相似，表明裂纹萌生方式不对试件疲劳寿命起决定性作用。

### 2.2 疲劳强度分析

图7和图8分别给出了常温与600℃下疲劳强度和疲劳强度与其对应温度下拉伸强度比值随循环周次的变化。在常温和高温下疲劳强度均随着循环周次的增加而减小，两者间的差值随着周次的增加而增大。在常温下疲劳强度在 $10^8$ 周次后的下降趋势逐渐减小，疲劳强度趋近450 MPa。在600℃疲劳强度的下降趋势相近，疲劳强度随着周次的增加连续下降。在常温下疲劳强度与拉伸强度的比值在 $10^8$ 周次为0.52，$10^{10}$ 周次为0.5，结果与拉伸强度小于1200 MPa的低合金钢一致[21]。在600℃该比值随周次增加而下降，$10^6$ 周次为0.42，$10^{10}$ 周次下降至0.20。这表明，高温会极大降低材料的疲劳性能，且使材料疲劳性能的降低程度随着循环周次的增加不断增大。由此可推断，600℃的S-N曲线在 $10^8$ 出现拐点与试件在高温环境下的实验时间有关。在高温超声疲劳系统中 $10^7$ 周次仅需0.6 h，高温对材料表面的损伤较小，随着实验时间的增加高温损伤的累积效应导致材料抗拉性能急剧下降，表层氧化膜更易破裂[19]，从而使S-N曲线在 $10^7$ 周次至 $10^8$ 周次间出现拐点。

### 2.3 断口分析

在常温实验条件下，断口呈现表面与内部夹杂两种萌生机制。图9给出了在常温实验条件下疲劳裂纹从表面及内部夹杂物萌生的典型电镜图。从图9a可清晰观察到裂纹的萌生区、慢速扩展区、快速扩展区。从图9b可见裂纹萌生于试件表面，并以穿晶方式扩展。从图9c可清晰观察到内部夹杂物形成的鱼眼特征。图9d为夹杂物放大图，表格所列为夹杂物EDS分析结果，表明夹杂物主要成分为Al的氧化物。夹杂物周围分布着白色细颗粒，该粗糙区域被Sakai[22]称为FGA(fine granular area)。

图10给出了S-N曲线中低应力(460 MPa-470 MPa)短寿命区试件断口，可观察到裂纹萌生于次表面夹杂物，且没有鱼眼特征形成。试件内部的夹杂物与基体因弹性模量的不同，在振动中因形变不协调而导致局部的应力集中，最终形成裂纹源。近表面夹杂物导致的应力集中程度大于内部夹杂。此外，微裂纹经过较短的循环即扩展至试件表面形成表面裂纹而进一步缩短疲劳寿命，导致材料疲劳可靠性的降低。

图11a和图11c分别给出了在600℃实验条件下疲劳裂纹从表面和内部夹杂物萌生的典型电镜

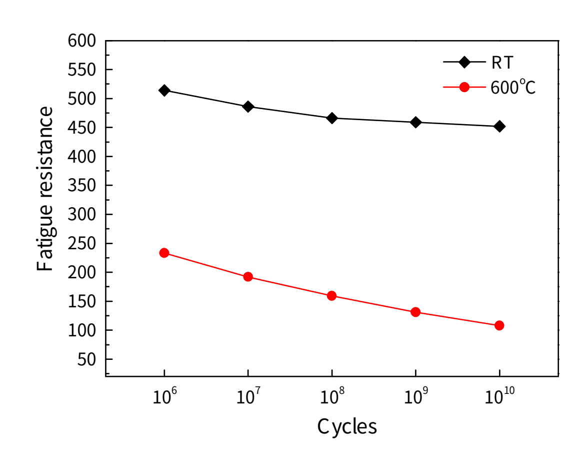



**图7** 疲劳强度随着疲劳寿命的变化

**Fig.7** Fatigue strength varies with fatigue life

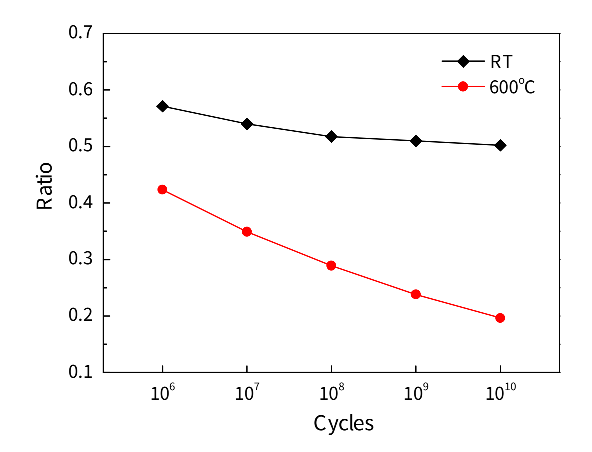



**图8** 疲劳强度与拉伸强度比值随着疲劳寿命的变化

**Fig.8** Ratio of fatigue strength to tensile strength varies with fatigue life

图。在高温环境下试件表面与空气中的氧气结合形成的氧化层,降低表层的强度。在高频振动情况下裂纹易从该处萌生以至试件表面在整个实验应力幅值下均可能成为裂纹的萌生处,如图11b中所注。图11c为高温环境下内部萌生试件断口图,可观察到鱼眼特征。图11d为鱼眼区放大图,裂纹萌生源为内部夹杂物。鱼眼宏观形态与常温的相似,在夹杂物周围也存在粗糙区。对比常温与高温下宏观断口图,可发现在高温下断口的粗糙度比常温的高,表明在高温下裂纹的扩展速度比常温的高。

### 2.4 裂纹扩展门槛值

鱼眼内FGA区面积与裂纹扩展门槛值相关,是已被证实的结论[23]。文献[24]的结果表明,在常温下用Murakami提出的公式(1)计算出的FGA区应力强度因子范围$\Delta K_{FGA}$与实验测得的裂纹扩展门槛值$\Delta K_{th}$基本一致。基于高温下鱼眼特征与常温相似,尝试将公式(1)也用于在600℃夹杂周围FGA区的计算。

$$\Delta K_{FGA} = 0.5\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{area_{FGA}}} \quad (1)$$

测量常温和600℃下断口FGA区面积,结合公式(1)计算出$\Delta K_{FGA}$值,结果如图11所示。常温下$\Delta K_{FGA}$平均值为3.4 MPa·m$^{1/2}$,子样标准差为0.24。600℃下$\Delta K_{FGA}$平均值为1.0 MPa·m$^{1/2}$,子样标准差为

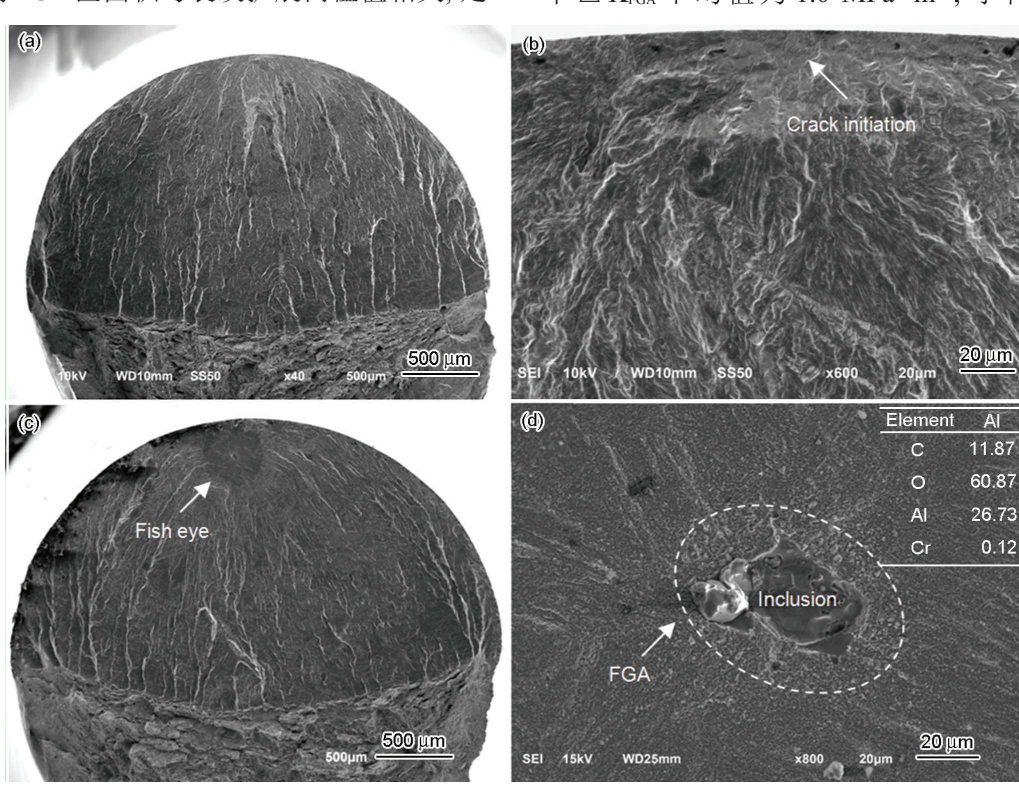



**图9** 常温试件的典型断口形貌

**Fig.9** Typical fractographs of room temperature specimens (a) $\sigma$=510 MPa, $N_f$=1.3806×10$^6$; (b) $\sigma$=510 MPa, $N_f$=1.3806×10$^6$; (c) $\sigma$=490 MPa, $N_f$=1.5442×10$^7$; (d) $\sigma$=490 MPa, $N_f$=1.5442×10$^7$

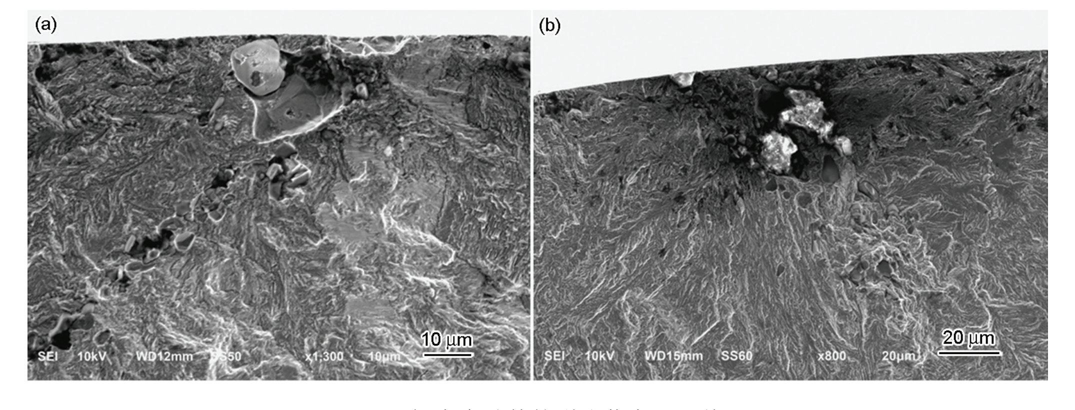



**图10** 短寿命试件的裂纹萌生区形貌

**Fig.10** Fractographs of short-life specimens (a) $\sigma$=470 MPa, $N_f$=8.5764 ×10$^5$; (b) $\sigma$=465 MPa, $N_f$=3.0132 ×10$^5$

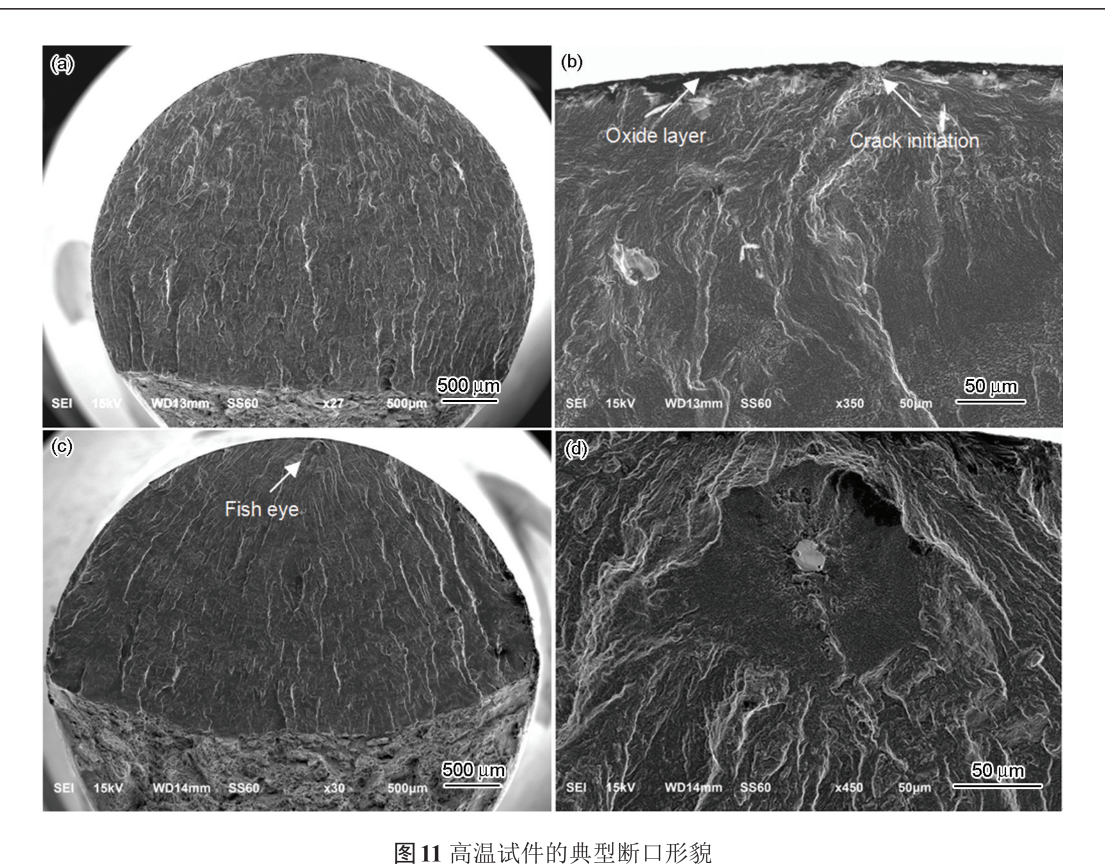



图 11 高温试件的典型断口形貌

**Fig.11** Typical fractographs of high temperature specimens (a) $\sigma$=125 MPa, $N_f$=6.6955×$10^8$; (b) $\sigma$=125 MPa, $N_f$=6.6955×$10^8$; (c) $\sigma$=185 MPa, $N_f$=7.2652 ×$10^6$; (d) $\sigma$=185 MPa, $N_f$ =7.2652 ×$10^6$

0.17。文献[24]通过裂纹扩展实验测得一种马氏体钢裂纹扩展门槛值△$K_{th}$为3.7 MPa·m$^{1/2}$, 与本次实验通过FGA区面积计算所得△$K_{FGA}$相近。600℃下断口鱼眼特征及定量计算所得△$K_{FGA}$的规律与常温下的实验结果具有很好的一致性。因此可以推断, 600℃下裂纹扩展门槛值约为1.0 MPa·m$^{1/2}$。根据公式(1), 600℃下裂纹扩展门槛值比常温下的小, 与实验结果吻合得很好。高温降低了裂纹扩展的门槛值, 导致裂纹在600℃下承受比常温更小的应力便能开始慢速扩展。

### 2.5 夹杂物尺寸的临界值

图12给出了常温和600℃下内部萌生试件夹杂物尺寸与疲劳寿命间的关系, 其中夹杂物尺寸用其直径大小表示。可以看出, 常温下内部萌生试件夹杂物尺寸随着疲劳寿命的增加整体呈下降趋势, 600℃的规律则恰好相反, 且呈现很高的线性。在常温和600℃间所呈现的规律不同缘于其裂纹萌生机理的差异。在常温环境下, 随着应力的降低裂纹从内部夹杂处萌生, 且寿命随着夹杂物尺寸的减小增加。在600℃内部夹杂与表面氧化层一直呈竞争趋势, 裂纹从表面氧化层萌生的概率随着实验周次的增加而增大, 因此内部夹杂物萌生的临界尺寸随着周次的增加而增大。

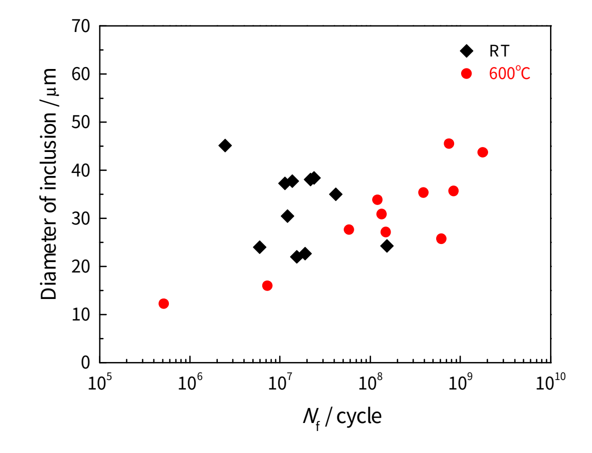



图 12 夹杂物的直径与疲劳寿命的关系

**Fig.12** Relationship between the diameter of inclusion and fatigue life

在两种实验环境下材料内部夹杂物尺寸的变化范围应相近, 但由图13可见, 在常温环境下夹杂物的最小尺寸明显大于600℃下的最小值。文献[25]的结果表明, 当材料中夹杂物尺寸小于一定值时裂纹不会从内部夹杂处萌生。由此可以断定, 在常温环境下当转子钢试件中夹杂物直径小于22 $\mu$m时, 裂纹在$10^{10}$周次内不会从内部夹杂处萌生。在高温下夹杂尺寸与寿命间的关系表明, 在600℃也存在夹杂尺寸的临界值, 但是其值是一个与疲劳寿命

相关的变量。因此, 控制转子钢中夹杂物尺寸是提高其超高周疲劳性能和可靠性的有效手段。基于技术与经济的考虑, 夹杂物的尺寸并非越小越好, 须根据设计疲劳寿命和服役环境给出合理的上限值。

## 3 结　论

1. 在常温和高温环境下 CrMoW 转子钢在 $10^9$ 后仍会发生疲劳断裂, 不存在传统意义下的疲劳极限。

2. 在常温下内部夹杂物使材料的疲劳性能降低, 次表面夹杂物使材料的疲劳可靠度极大降低。

3. 在高温环境下疲劳裂纹也会从内部夹杂处萌生, 并形成鱼眼特征; 裂纹的萌生方式对材料的疲劳寿命没有决定性的作用。

4. 根据FGA区特征计算出常温和600℃裂纹扩展的门槛值分别为3.2 MPa·$m^{1/2}$和1.0 MPa·$m^{1/2}$。

## 参 考 文 献


1 Wu Haili, ZHU Yuemei, JIA Guoqing, Low cycle fatigue behaviors of X12CrMoWVNbN10-1-1 steel for rotors at room temperature, Journal of University of Science and Technology Beijing, **33**(7), 842(2011)
(吴海利, 朱月梅, 贾国庆, X12CrMoWVNbN10-1-1转子钢室温低周疲劳特性. 北京科技大学学报, **33**(7), 842(2011))

2 ZHAO Peng, XUAN Fuzhen, TU Shandong, Experimental study on ratchet effect of steel X12CrMoWVNbB10-1-1 for USC steam turbine rotors, Journal of Chinese Society of Power Engineering, **30**(4), 310(2010)
(赵　鹏, 轩福贞, 涂善东, 超超临界汽轮机转子X12CrMoWVN-bB10-1-1钢棘轮效应的试验研究, 动力工程学报, **30**(4), 310(2010))

3 CHEN Jian, HE Jianjun, SUN Qing-min, et al. Effect of loading rate on low-cycle fatigue properties of 30CrMo1V rotor steel, Journal of Chinese Society of Power Enginnering, **30**(9) 712(2010)
(陈　荐, 何建军, 孙清民, 加载速率对30Cr1Mo1V汽轮机转子钢低周疲劳特性的影响, 动力工程学报, **30**(9) 712(2010))

4 MAO Xueping, MA Zhiyong, WANG Gang, Study on softening property of 30Cr1Mo1V steel under high temperature low-cycle fatigue, Proceedings of the CSEE, **26**(16), 134(2006)
(毛雪平, 马志勇, 王　罡, 30Cr1Mo1V钢高温低周疲劳中的软化特性, 中国电机工程学报, **26**(16), 134(2006))

5 Barella S, Bellogini M, Boniardi M, Failure analysis of a steam turbine rotor, Engineering Failure Analysis, **18**(6), 1512(2011)

6 Fournier B, Dalle F, Sauzay M, Comparison of various 9-12%Cr steels under fatigue and creep-fatigue loadings at high temperature, Materials Science and Engineering: A, **528**(22-23), 6935(2011)

7 WU Q, LU F, CUI H, Microstructure characteristics and temperature-dependent high cycle fatigue behavior of advanced 9% Cr/CrMoV dissimilarly welded joint, Materials Science and Engineering: A, **615**, 99(2014)

8 YAN Yi-ming, HU Zheng-fei, LIN Fu-sheng, Fatigue behavior of 30CrMo1V rotor steel at elevated temperature after long-term service, Journal of Materials Engineering, (11), 3(2012)
(严益民, 胡正飞, 林富生, 汽轮机转子30Cr1Mo1V钢长期服役状态下的高温疲劳行为, 材料工程, (11), 3(2012))

9 Wang Q Y, Berard J Y, Dubarre A, Gigacycle fatigue of ferrous alloys, Fatigue Fracture Engineering Materials Structures, **22**(8), 668(2003)

10 BATHIAS C, Piezoelectric fatigue testing machines and devices, International Journal of Fatigue, **28**(11), 1440(2006)

11 Bruchhausen M, Hhner P, Fischer B, Device for carrying out environmental very high cycle fatigue tests with ultrasonic excitation in asymmetric push-pull mode, International Journal of Fatigue, **52**, 11(2013)

12 EBARA R, The present situation and future problems in ultrasonic fatigue testing-mainly reviewed on environmental effects and materials' screening. International Journal of Fatigue, **28**(11), 1466(2006)

13 Mcevily A J, Nakamura T, Oguma H, On the mechanism of very high cycle fatigue in Ti-6Al-4V, Scripta Materialia, **59**(11), 1208(2008)

14 Stanzl-Tschegg S, Very high cycle fatigue measuring techniques, International Journal of Fatigue, **60**(1), 6(2014)

15 Furuya Y, Kobayashi K, Hayakawa M, High-temperature ultrasonic fatigue testing of single-crystal superalloys, Materials Letters, **69**, 2(2012)

16 Wagner D, Cavalieri F J, Bathias C, Ultrasonic fatigue tests at high temperature on an austenitic steel, Propulsion and Power Research, **1**(1), 32(2012)

17 Yi J Z, Torbet C J, Feng Q, Ultrasonic fatigue of a single crystal Ni-base superalloy at 1000℃, Materials Science and Engineering: A, **443**(1-2), 143(2007)

18 Zhu X, Shyam A, Jones J, Effects of microstructure and temperature on fatigue behavior of E319-T7 cast aluminum alloy in very long life cycles, International Journal of Fatigue, **28**(11), 1567(2006)

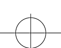
19 LI Jiukai, LIU Yongjie, WANG Qingyuan, High-temperature ultra-high cycle fatigue testing of TC17 titanium alloy, Journal of Aerospace Power, **29**(7), 1568(2014)
(李久楷, 刘永杰, 王清远, TC17钛合金高温超高周疲劳实验. 航空动力学报, **29**(7), 1568(2014))

20 Shyam A, Torbet C J, Jha S K, Development of ultrasonic fatigue for rapid high temperature fatigue studies in turbine engine materials, Materials Damage Prognosis, 248(2005)

21 Abe T, Gigacycle fatigue properties of 1800MPa class spring steels. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structure, **22**(7), 162(2004)

22 Sakai T, Sato Y, Oguma N, Characteristic S-N properties of high-carbon – chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, **25**(8-9), 766(2002)



23 HONG Youshi, ZHAO Aiguo, QIAN Guian, Essential characteristics and influential factors for very-high-cycle fatigue behavior of metallic materials, Acta Metallurgica Sinica, **45**(7), 770 (2009)
(洪友士, 赵爱国, 钱桂安, 合金材料超高周疲劳行为的基本特征和影响因素, 金属学报, **45**(7), 770(2009))
24 Nie Y H, Fu W T, Hui W J, Very high cycle fatigue behaviour of 2000-MPa ultra-high-strength spring steel with bainite-martensite duplex microstructure, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, **32**(3), 192(2009)
25 YANG Zhenguo, LI Shouxin, LI Guangyi, WANG Qingyuan, Estimation of the critical size of inclusion in high strength steel under high cycle fatigue condition, Acta Metallurgica Sinica, **41**(11), 1138 (2005)
(杨振国, 李守新, 李广义, 王清远, 高周疲劳条件下高强钢临界夹杂物尺寸估算, 金属学报, **41**(11), 1138(2005))



